

بررسی وابستگی خواص فیزیکی و مکانیکی آلیاژ Cu-20Zn تولید شده از پودر پیش آلیاژی به تغییرات جزئی دمای تف جوشی

عباس صباحی^{*}، مازیار آزادبه^۲ و شیدا شادپور^۱

۱- کارشناس ارشد مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی سهند تبریز

۲- استادیار، دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی سهند تبریز

*abbas.sabahi64@yahoo.com

(تاریخ دریافت: ۸۹/۰۴/۱۴، تاریخ پذیرش: ۸۹/۰۶/۲۹)

چکیده

در این پژوهش برای افزایش قابلیت کنترل خواص و ترکیب شیمیایی در فرآیند تولید آلیاژ Cu-20Zn، شرایط بهینه تولید این آلیاژ به روش متالورژی پودر مورد بررسی قرار گرفت. بدین منظور پودر برنج پیش آلیاژی تولید شده به روش اتمیزاسیون آبی با اندازه ذرات ۴۰ الی ۱۰۰ میکرون تحت فشار ۶۰۰ مگاپاسکال فشرده سازی و سپس نمونه های فشرده شده در دماهای مختلف در محدوده ۸۰۰ الی ۱۰۰۰ درجه سانتی گراد تحت اتمسفر آرگون تف جوشی شدند. نتایج حاصل از آزمایشات چگالی سنجی و تعیین سختی و استحکام ضربه نشان داد که دمای بهینه تف جوشی ۹۳۰ درجه سانتی گراد است. بهبود خواص در دمای بهینه به دلیل ایجاد پیوستگی بیشتر بین ذرات و کاهش تعداد حفرات در نتیجه انجام فرآیند تف جوشی در حضور فاز مایع حاصل گردیده است.

واژه های کلیدی:

آلیاژ Cu-20Zn، متالورژی پودر، خواص مکانیکی، پودر پیش آلیاژی، تف جوشی در حضور فاز مایع، دمای بهینه تف جوشی.

۱- مقدمه

می باشد. این آلیاژها در تولید بعضی از قطعات خودرو مانند دنده های هماهنگ کننده خودرو و درپوش های باتری مورد استفاده قرار می گیرند [۳]. در حال حاضر اغلب قطعات برنجی در ایران به روش ریخته گری تولید می شوند و کنترل درصد روی، یکی از مشکلات تولید این آلیاژها توسط این فرآیند می باشد. توانایی روش متالورژی پودر در ساخت قطعات پیچیده با شکل و اندازه نهایی، قابلیت بالای کنترل فرآیند تولید و مزیت

آلیاژهای برنجی به دلیل دارا بودن استحکام و چقرمگی مناسب، خواص غیر مغناطیسی و مقاومت به خوردگی بالا به طور گسترده ای در قطعات صنعتی مورد استفاده قرار می گیرند [۱ و ۲]. برنج های تجاری معمولاً به دو گروه برنج α و برنج $\alpha + \beta$ تقسیم بندی می شوند. برنج زرد با ساختار α حاوی ۲۰ الی ۳۶ درصد روی است و دارای استحکام به همراه نرمی بالایی

شکل‌گیری فاز مایع در طول تف‌جوشی، تکنیکی رایج برای افزایش چگالش است. زمانی که پودر پیش‌آلیاژی در محدوده دمایی بین خطوط سالیدوس و لیکوئیدوس گرم می‌شود، فاز مایع در درون دانه‌ها، مرزخانه‌ها و مناطق گلویی بین ذرات تشکیل می‌شود. فاز مایع تشکیل شده، یک نیروی موئینگی بین ذرات ایجاد می‌کند و موجب افزایش چگالش می‌گردد. این فرآیند، تف‌جوشی سوپرسالیدوس نامیده می‌شود که در این متن از این پس با مخفف SLPS^۱ به کار می‌رود.

در این فرآیند، دما (که نسبت جامد - مذاب را کنترل می‌کند) تعیین‌کننده اصلی چگالی تف‌جوشی و تغییرات ابعادی است. در واقع با رسیدن دمای تف‌جوشی به یک مقدار بحرانی و شکل‌گیری مذاب به میزان کافی، ذرات پودری خرد شده و به دانه‌های ریزی تبدیل می‌شوند. سپس این دانه‌ها تحت فرآیند آرایش مجدد قرار گرفته و موجب افزایش چگالی تف‌جوشی می‌گردند [۸ و ۹].

به طور کلی مشخص است که خواص فیزیکی و مکانیکی این آلیاژها تحت تأثیر ترکیب شیمیایی و مشخصات پودر مورد استفاده، روان‌ساز به کار برده شده و پارامترهای ساخت از جمله فشار فشردن، دما و زمان تف‌جوشی می‌باشد و با انتخاب صحیح این متغیرها می‌توان قطعه تف‌جوشی شده با خواص بهینه تولید کرد.

۲- مواد و روش تحقیق

پودر از پیش‌آلیاژی برنج با ترکیب شیمیایی Cu-۲۰Zn به روش اتمیزاسیون آبی در شرکت متالورژی پودر تبریز تولید شد. از محصول پودری حاصله، ذرات با اندازه ۴۰ الی ۱۰۰ میکرون مطابق استاندارد ASTM E11 به روش جداسازی با غربال تفکیک شدند.

پس از تعیین خواص نمونه پودری، پودر فلزی به همراه ۰/۷۵ درصد وزنی استنارات لیتیم به مدت ۲۰ دقیقه در همزنی با سرعت ۶۵ دور در دقیقه مخلوط شد. این مخلوط، به عنوان پودر اولیه مصرفی برای ساخت تمامی نمونه‌ها مورد استفاده قرار

اقتصادی قابل توجه آن، باعث جایگزینی مناسب این روش تولید به جای روش‌های دیگر شده است.

در این پژوهش به منظور افزایش قابلیت کنترل خواص و ترکیب شیمیایی آلیاژهای برنجی، چگونگی تولید این آلیاژها به روش متالورژی پودر و تأثیر پارامترهای تولید بر خواص فیزیکی و مکانیکی آن‌ها مورد بررسی قرار گرفت. معمولاً قطعات برنجی تولید شده به روش متالورژی پودر از پودرهای پیش‌آلیاژ شده به روش اتمیزاسیون ساخته می‌شوند که ترکیبات معمول این آلیاژهای برنجی شامل ۱۰، ۲۰ و ۳۰ درصد روی به همراه مقادیر مشخصی از عناصر دیگر می‌باشند [۴]. مزیت پودر پیش‌آلیاژ شده در مقایسه با مخلوط پودری دستیابی به ریزساختار یکنواخت‌تر و در نتیجه خواص فیزیکی و مکانیکی یکسان‌تر در تمام نقاط قطعه است.

این قطعات به روش‌های مختلفی پرس می‌شوند. پرس سرد پودر برنج یکی از روش‌های مرسوم است که می‌توان توسط این روش با استفاده از فشارهای فشردن ۸۰۰-۶۰۰ مگاپاسکال قطعات خامی با چگالی ۷/۶-۷/۳ گرم بر سانتی‌متر مکعب را تولید کرد [۴ و ۵]. روان‌سازهای مورد استفاده در آلیاژهای برنجی استنارات روی و لیتیم می‌باشد. از مزایای اضافه کردن استنارات لیتیم به عنوان روان‌ساز به آلیاژهای برنجی، کاهش میزان از دست رفتن روی، توزیع یکنواخت حفرات و ایجاد محیط احیایی در طول تف‌جوشی می‌باشد [۴، ۵ و ۶].

تف‌جوشی قطعات پرس شده مهمترین بخش تولید قطعات برنجی به روش متالورژی پودر است. مشکلات این مرحله به وجود عنصر روی در آلیاژ بر می‌گردد که فشار بخار بالا و تمایل شدید به اکسایش دارد. در واقع تبخیر شدن روی موجب تغییر ترکیب شیمیایی و خواص قطعه تف‌جوش شده می‌شود، با این وجود در صورتی که فرآیند تف‌جوشی قطعه در شرایطی انجام گیرد که نمونه درون پوششی از پودر گرافیت یا آلومینا قرار گیرد، کاهش وزن به ۲-۱ درصد و در شرایط بدون پوشش به ۸ درصد می‌رسد [۵ و ۷].

جدول (۱): مشخصات پودر برنج تولید شده.

خواص پودر برنج	
چگالی ظاهری [g/cm ³]	۳/۲
سیالیت [sec/50g]	۲۸
شکل ذرات	نامنظم
ترکیب آنالیز شیمیایی	
Zn (wt.%)	۲۰/۵
Pb (wt.%)	۰/۵۲
Sn (wt.%)	۰/۴
Al-Fe-Ni (wt.%)	۰/۵ <
Cu (wt.%)	باقی مانده

استحکام ضربه نمونه‌ها مطابق استاندارد ASTM En 23-01 با استفاده از دستگاه تست چارپی مدل ROELL AMSLER RKP 300 اندازه‌گیری شد. ریزساختار نمونه‌های تف جوشی شده توسط میکروسکوپ نوری و الکترونی مورد بررسی قرار گرفت. مطالعات شکست‌نگاری نمونه‌های تف جوشی شده نیز توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی مدل CAM SCAN MV2300 انجام گرفت.

۳- نتایج و بحث

نتایج آنالیز شیمیایی پودر فلزی که به روش شیمی تر تعیین گردیده و خواص آن که به روش‌های استاندارد متداول اندازه‌گیری شده، در جدول (۱) آورده شده است. مورفولوژی پودر برنج تولید شده نیز در شکل (۱) نشان داده شده است.

در این تحقیق، دمای بهینه تف جوشی نمونه‌های مورد بررسی با اندازه‌گیری تغییرات چگالی تف جوشی، تغییرات ابعادی، سختی و مقاومت به ضربه با دمای تف جوشی تعیین گردیده است و تغییرات خواص فیزیکی و مکانیکی مذکور بر حسب دمای تف جوشی به صورت گرافیکی در شکل (۲) نمایش داده شده است. به منظور یافتن مکانیزم و دلایل تغییرات به وجود آمده در

گرفت. نمونه‌های آزمایشی به ابعاد ۱۰ × ۱۰ × ۵۵ میلی‌متر توسط پرس هیدرولیکی تک‌محوره تحت فشار ۶۰۰ مگاپاسکال ساخته شدند. چگالی خام نمونه‌ها با اندازه‌گیری جرم و تعیین ابعاد نمونه‌ها به روش هندسی محاسبه شد.

برای جلوگیری از چسبیدن نمونه‌ها به یکدیگر و هم‌چنین به منظور کاهش تبخیر عناصر آلیاژی موجود در نمونه نظیر روی، نمونه‌ها در یک بوتله سرامیکی که با پودر اکسید آلومینیم پر شده بود، قرار گرفتند. برای خارج نمودن روان‌ساز از نمونه‌ها، بوتله حاوی نمونه‌ها در یک کوره آزمایشگاهی در دمای ۵۴۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۳۰ دقیقه قرار داده شد و سپس بوتله به منطقه گرم کوره منتقل گردید و نمونه‌ها در دماهای مختلف در بازه ۸۰۰ تا ۱۰۰۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۶۰ دقیقه تحت اتمسفر آرگون با دبی ۲ لیتر بر دقیقه تف جوشی شدند. چگالی تف جوشی نمونه‌ها با استفاده از روش ارشمیدس مطابق استاندارد ASTM C373-72 محاسبه گردید. برای ممانعت از نفوذ آب به داخل حفره‌ها در هنگام غوطه‌وری، سطح نمونه‌ها توسط یک لایه نازک روغن آغشته شد، سپس چگالی تف جوشی طبق رابطه (۱) محاسبه شد:

$$\rho_s = \frac{M_1}{M_2 - M_3} \quad (1)$$

که در این رابطه:

ρ_s = چگالی تف جوشی

M_1 = جرم نمونه وزن شده در هوا

M_2 = جرم نمونه آغشته به روغن وزن شده در هوا

M_3 = جرم نمونه غوطه‌ور در آب

طول نمونه‌های خام و تف جوشی شده توسط کولیس با دقت ابعادی ۰/۰۲ میلی‌متر اندازه‌گیری شد و سپس تغییرات ابعادی نیز محاسبه گردید. سختی نمونه‌ها به وسیله سختی‌سنجی ویکرز با بار ۳۰ کیلوگرم نیرو از میانگین ۶ اندازه‌گیری برای هر نمونه به وسیله دستگاه ماکروسختی‌سنج مدل ESEWAY تعیین گردید.

است. در این دما چگالش حاصله برابر با ۵۰ درصد می‌باشد. ماکزیمم مقدار چگالش نمونه‌های آزمایشی در همین دما حاصل گردیده است. در دماهای بالاتر از ۹۳۰ درجه سانتی‌گراد چگالی تف‌جوشی کاهش می‌یابد. این تغییر در تطابق مناسبی با ساختار حفره و ریزساختار نمونه‌های آزمایشی است.

$$\psi = \frac{\rho_s - \rho_g}{\rho_t - \rho_g} \times 100 \quad (2)$$

که در این رابطه:

$$\rho_s = \text{چگالی تف‌جوشی}$$

$$\rho_g = \text{چگالی خام}$$

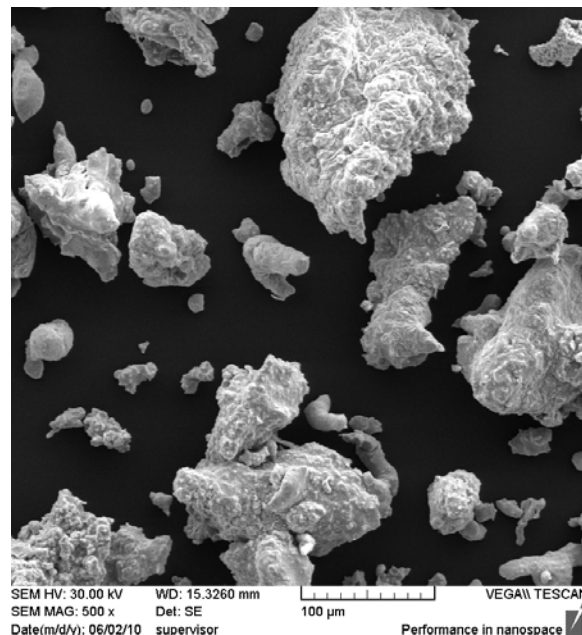
$$\rho_t = \text{چگالی تئوری}$$

۲-۲- تغییرات ابعادی

تغییرات ابعادی نمونه‌های تف‌جوشی شده در دماهای مختلف که در شکل (۲-ب) نشان داده شده است، مشابه تغییرات چگالی تف‌جوشی می‌باشد، به این صورت که تا دمای ۹۳۰ درجه سانتی‌گراد همراه با افزایش چگالش، انقباض قابل توجهی در حدود ۳/۴۳ درصد در نمونه تف‌جوشی شده نسبت به نمونه خام به وجود آمده است، در حالی که در دماهای ۹۴۰ و ۹۵۰ درجه سانتی‌گراد میزان انقباض در مقایسه با دمای ۹۳۰ درجه سانتی‌گراد کمتر می‌باشد. در واقع با افزایش دما تا ۹۳۰ درجه سانتی‌گراد همراه با کاهش تعداد حفرات، فاز مذاب تشکیل شده تحت تأثیر نیروی موئینگی به درون حفرات کشیده شده و در نتیجه تغییر آرایش دانه‌ها، انقباض در نمونه رخ داده است. در دماهای بالاتر از ۹۳۰ درجه سانتی‌گراد، در نتیجه افزایش اندازه دانه‌ها و رشد حفرات، مقداری تورم در نمونه رخ داده است.

۳-۳- سختی و انرژی ضربه

با توجه به نتایج سختی‌سنجی نمونه‌های تف‌جوشی شده در دماهای مختلف که در شکل (۲-ج) نشان داده شده است، سختی نیز در نمونه‌های تف‌جوشی شده در دمای ۹۳۰ درجه سانتی‌گراد به حداکثر مقدار خود رسیده است. مقدار سختی در

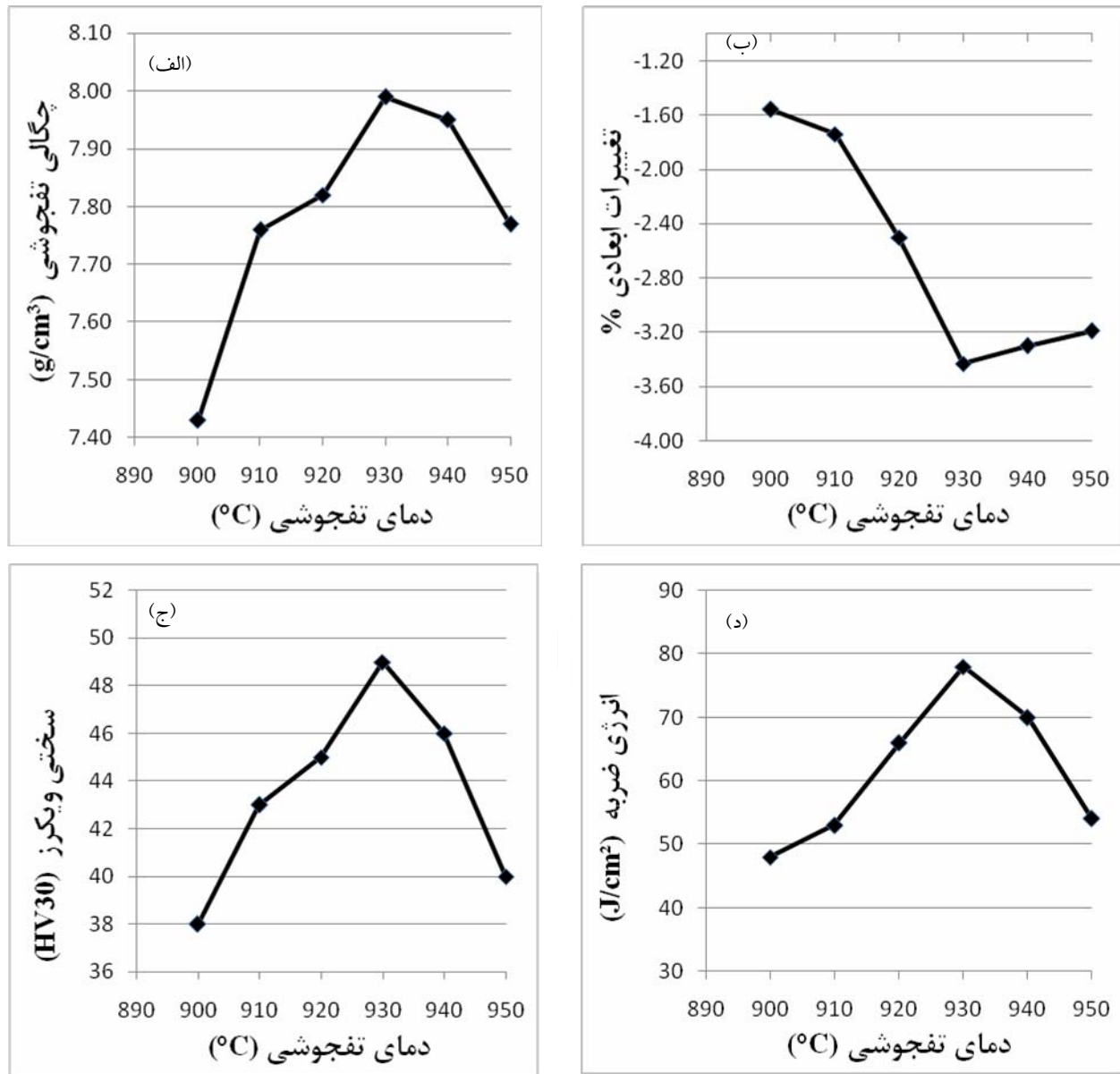


شکل (۱): مورفولوژی پودر برنج تولید شده.

خواص نمونه‌های تف‌جوشی شده با افزایش دمای تف‌جوشی، بررسی‌های ریزساختاری و شکست‌نگاری نیز بر روی نمونه‌ها انجام گرفته است.

۳-۱- چگالی

چگالی خام نمونه‌های آزمایشی که با اندازه‌گیری جرم و تعیین ابعاد نمونه‌ها به روش هندسی محاسبه شد، برابر با ۷/۳ گرم بر سانتی‌متر مکعب بود. همان‌طور که در شکل (۲-الف) مشاهده می‌شود، با تف‌جوشی نمونه‌ها در دمای ۹۰۰ درجه سانتی‌گراد چگالی تف‌جوشی به ۷/۴۳ گرم بر سانتی‌متر مکعب افزایش می‌یابد. بر اساس رابطه (۲)، چگالش (ψ) محاسبه شده در نمونه‌های تف‌جوشی شده در این دما، ۹ درصد است. با افزایش دمای تف‌جوشی تا ۹۳۰ درجه سانتی‌گراد، چگالی تف‌جوشی نیز افزایش یافته و در ۹۳۰ درجه سانتی‌گراد به ماکزیمم مقدار خود رسیده است. دلیل افزایش چگالی در این محدوده دمایی با مطالعه مکانیزم تف‌جوشی این آلیاژ و بررسی ریزساختارهای حاصله و سطح شکست نمونه‌ها که در قسمت‌های بعدی توضیح داده شده، کاملاً مشهود است. در دمای ۹۳۰ درجه سانتی‌گراد چگالی تف‌جوشی به ۷/۹۹ گرم بر سانتی‌متر مکعب افزایش یافته

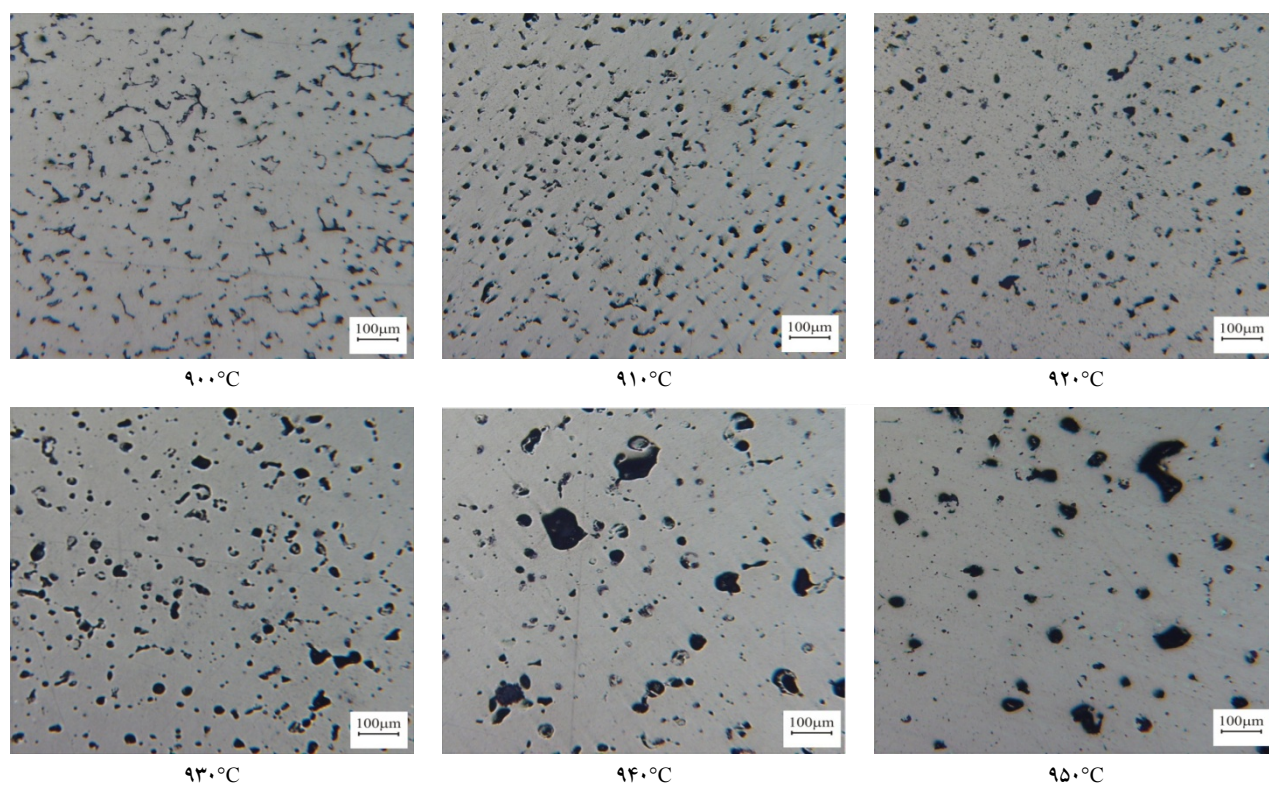


شکل (۲): تأثیر دمای تفجوشی بر خواص آلیاژ Cu-۲۰Zn

(فشار فشردن: ۶۰۰ مگاپاسکال، تفجوشی به مدت ۱ ساعت تحت اتمسفر آرگون).

سانتی گراد به دست آمده که در حدود ۷۸ ژول بر سانتی متر مربع می باشد. دستیابی به بیشترین مقدار مقاومت به ضربه در این دما به دلیل افزایش سطح مقطع قابل تحمل بار در نتیجه افزایش میزان مایع تشکیل شده در ساختار می باشد.

این دما برابر با ۴۹ ویکرز می باشد. این افزایش در سختی به دلیل کاهش تعداد حفرات و تشکیل ساختاری متراکم در اثر شکل گیری فاز مایع می باشد. تغییرات مقاومت به ضربه با دما در شکل (۲-د) نمایش داده شده است. همان طوری که مشاهده می شود ماکزیمم مقدار انرژی ضربه در دمای ۹۳۰ درجه



شکل (۳): ساختار حفره در نمونه‌های برنجی تف‌جوشی شده در دماهای مختلف به مدت ۶۰ دقیقه، تحت اتمسفر آرگون.

۳-۴- آنالیز ساختاری

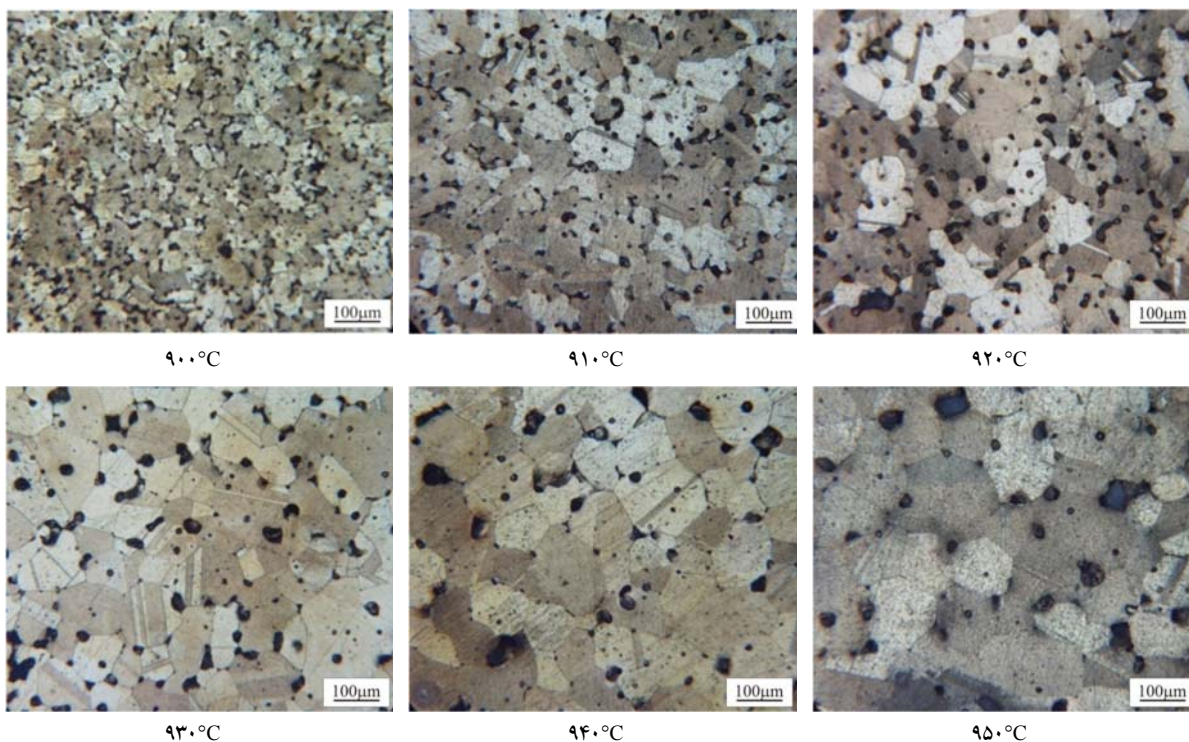
تغییرات ساختار حفره برای نمونه‌های تف‌جوشی شده در دماهای مختلف در شکل (۳) نمایش داده شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود در دمای ۹۰۰ درجه سانتی‌گراد پیوسته بودن حفرات، نشان‌دهنده نبود پیوند کافی بین ذرات پودر برای رسیدن به خواص مکانیکی مناسب می‌باشد. با افزایش دما تا ۹۳۰ درجه سانتی‌گراد، با تغییر در آرایش ذرات پودر و دانه‌های تشکیل‌دهنده آنها، تعداد حفرات کمتر و هم‌چنین شکل آنها از حالت گوشه‌دار به سمت کروی شدن پیشروی کرده است. در دماهای بالاتر از ۹۳۰ درجه سانتی‌گراد اندازه حفرات همراه با بزرگ شدن دانه‌های اطرافشان، افزایش یافته و توزیع آنها غیر یکنواخت‌تر گردیده، به طوری که در دماهای ۹۴۰ و ۹۵۰ درجه سانتی‌گراد حفرات نسبتاً بزرگی در ساختار مشاهده می‌شود. ریزساختار نمونه‌های تف‌جوشی شده در شکل (۴) نشان داده شده است. تغییراتی که با افزایش دمای تف‌جوشی در

ریزساختار به وجود آمده، با در نظر گرفتن سیستم فازی مس-روی قابل مقایسه و بررسی است.

با توجه به دیاگرام فازی سیستم Cu-Zn (شکل ۵)، ترکیب شیمیایی پودر مورد استفاده در ساخت نمونه‌های آزمایشی در محدوده فاز α قرار دارد و در این منطقه در محدوده بین ۹۰۳ الی ۱۰۸۵ درجه سانتی‌گراد بسته به ترکیب شیمیایی، در دماهای بالاتر از خط سالیدوس مخلوطی از مذاب و فاز α تشکیل می‌شود.

از آن جایی که شکل‌گیری ذرات پودر پیش‌آلیاژی در فرآیند اتمیزاسیون تحت شرایط تعادلی نمی‌باشد، فاز مذاب در طی فرآیند تف‌جوشی، در دماهای پائین‌تر از آنچه از دیاگرام فازی پیش‌بینی می‌شود، تشکیل می‌شود [۹].

شکل (۶) نیز محدوده‌ای که فرآیند تف‌جوشی سوپرسالیدوس در آن انجام می‌گیرد را به صورت شماتیک نشان می‌دهد.



شکل (۴): ریزساختار نمونه‌های برنجی تف جوشی شده در دماهای مختلف به مدت ۶۰ دقیقه تحت اتمسفر آرگون (محلول اچ: ۸ گرم $FeCl_3$ ، ۲۵ میلی لیتر HCl ، ۱۰۰ H_2O).

در دمای ۹۲۰ درجه سانتی گراد مذاب تشکیل شده باعث خرد شدن ذرات و شکل گیری دانه‌های کوچکتری شده است (شکل ۷-ب). با بالاتر رفتن دما تا ۹۳۰ درجه سانتی گراد، دانه‌ها در کنار یکدیگر آرایش مجدد یافته و چگالش افزایش چشمگیری یافته است (شکل ۷-ج). در دماهای بالاتر از ۹۳۰ درجه سانتی گراد، دانه‌ها رشد کرده و به دنبال آن یکسری حفرات بین دانه‌ها باقی مانده‌اند (شکل ۷-د) که این افزایش در اندازه دانه‌ها می‌تواند دلیل مناسبی برای کاهش چگالی تف جوشی و مقاومت به ضربه باشد [۱۰، ۱۱ و ۱۲].

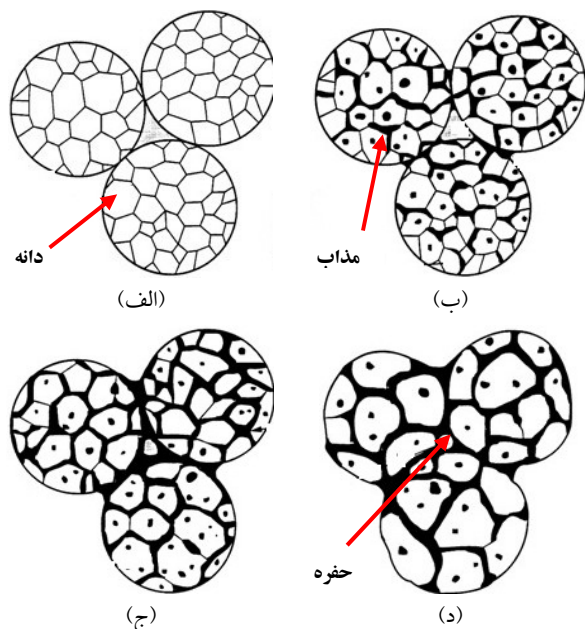
۳-۵- شکست نگاری

تصاویر سطح مقطع شکست نمونه‌های تف جوشی شده در دماهای مختلف، در شکل (۸) آورده شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود در دمای ۹۱۰ درجه سانتی گراد حفرات موجود

با افزایش دمای تف جوشی برای آلیاژی با ترکیب مورد نظر در این تحقیق، مراحل کلی فرآیند تف جوشی را می‌توان به صورت شماتیک نشان داده شده در شکل (۷) توجیه کرد.

با توجه به شکل (۴) به نظر می‌رسد که در دمای ۹۰۰ درجه سانتی گراد قبل از شکل گیری فاز مایع، نمونه‌ها در طول گرمایش در نتیجه نفوذ ذرات در یکدیگر تحت فرآیند تف جوشی در حالت جامد قرار گرفته و این فرآیند موجب برقراری پیوند بین ذرات و چگالش نسبی نمونه‌ها گشته است (شکل ۷-الف).

با افزایش دما تا ۹۱۰ درجه سانتی گراد و شروع فرآیند SLPS، فاز مذاب در داخل دانه‌ها و مرزدانه‌ها تشکیل شده و در نتیجه نیروی موئینگی ناشی از فاز مایع، ذرات به صورت منظم در کنار یکدیگر قرار گرفته‌اند.

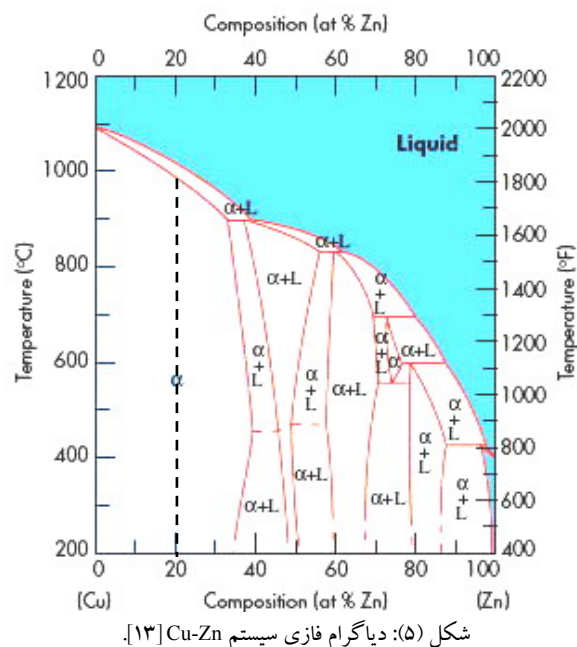


شکل (۷): مراحل فرآیند تف جوشی سوپرسالیدوس به صورت شماتیک [۹].

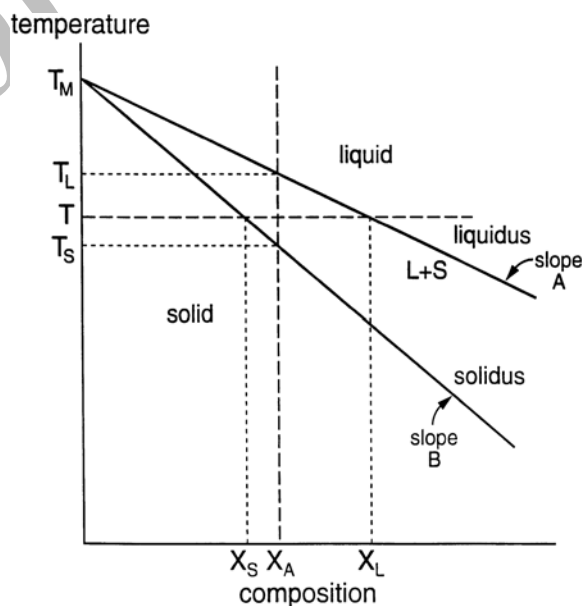
یعنی جایی که فاز مایع اولیه تشکیل شده، رخ داده و به صورت اینترگرانولار^۲ می‌باشد و شکست از نوع ترانس گرانولار^۳ مشاهده نمی‌شود.

با افزایش دمای تف جوشی تا ۹۳۰ درجه سانتی‌گراد مقدار فاز مایع تشکیل شده در اثر تف جوشی SLPS افزایش می‌یابد. در این دما که به عنوان دمای بهینه تف جوشی این آلیاژ تعیین گردید، تمامی مراحل تف جوشی SLPS صورت گرفته و دانه‌های حاصل از خرد شدن ذرات پودر آرایش مجدد یافته و موجب گردیده سطح مقطع قابل تحمل بار به میزان قابل توجهی افزایش یابد. در این نمونه‌ها، شکست از طریق مناطقی که در آن فاز مایع حضور داشته گسترش یافته است و در سطح شکست این نمونه‌ها نیز اثری از شکست مربوط به مرزدانه‌ها (شکست رخ‌برگی) مشاهده نمی‌گردد.

در سطح شکست نمونه تف جوشی شده در دمای ۹۵۰ درجه سانتی‌گراد، حضور دانه‌های رشد یافته در نتیجه مرحله آخر فرآیند SLPS که در این دما نسبت به بقیه بیشتر بوده، به طور واضح مشهود است. حفره‌های بجا مانده درشت در ساختار حفره



شکل (۵): دیاگرام فازی سیستم Cu-Zn [۱۳].



شکل (۶): ناحیه‌ای از دیاگرام فازی یک آلیاژ با قابلیت انجام فرآیند تف جوشی سوپرسالیدوس در منطقه بین خطوط سالیدوس و لیکوئیدوس (ترکیب X_A) [۱۴].

در بخش‌های مختلف نمونه باز و نسبتاً غیریکنواخت هستند و پیوند ایجاد شده بین ذرات، کامل نشده است. در این دما شروع مراحل اولیه فرآیند SLPS یعنی شکل‌گیری مذاب در مرزدانه‌ها کاملاً واضح است. همچنین شکست عمدتاً از مناطق مرزدانه

و ریزساختار این نمونه‌ها نیز در اثر رشد دانه بوده است. در واقع دانه‌های کروی رشد یافته‌اند و مذاب تشکیل شده برای پر کردن فضای بین آنها کافی نبوده است. در این حالت مذاب محدود شده به محل اتصال دو دانه در سطح مقطع شکست، به وضوح دیده می‌شود.

۴- نتیجه‌گیری

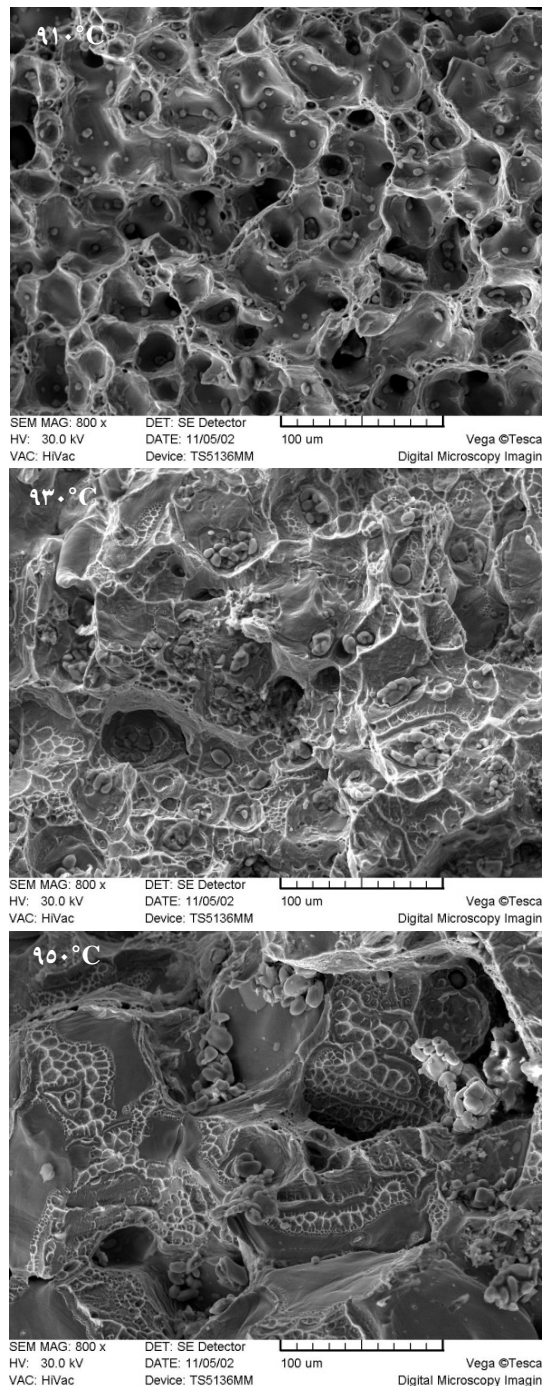
۱- تف‌جوشی آلیاژ Cu-۲۰Zn تولید شده از پودر پیش‌آلیاژی همراه با شکل‌گیری فاز مایع صورت می‌گیرد و تف‌جوشی از نوع سوپرسالیدوس می‌باشد.

۲- دمای بهینه تف‌جوشی ۹۳۰ درجه سانتی‌گراد می‌باشد، زیرا بیشترین چگالی تف‌جوشی در این دما به دست آمده است. در این دما مراحل فرآیند تف‌جوشی، شامل خرد شدن ذرات پودر و آرایش مجدد دانه‌ها، حذف حفرات توسط انحلال-ته‌نشینی مجدد و درشت شدن دانه‌ها بوده و موجب شده است که حفرات در ساختار از هم جدا، تعدادشان کمتر و شکل‌شان تقریباً کروی شده و تطابق هندسی و چگالش به طور همزمان رخ دهد. ولی با بالاتر رفتن دمای تف‌جوشی، دانه‌ها رشد کرده و اندازه حفرات درشت‌تر و توزیع آنها غیر یکنواخت‌تر گردیده است.

۳- بالاترین خواص مکانیکی نظیر سختی و استحکام در دمای ۹۳۰ درجه سانتی‌گراد به دست آمده و بیشترین مقدار انقباض نیز در این دما رخ داده است. همچنین تغییرات این خواص با دمای تف‌جوشی در یک تطابق مناسبی با تغییرات چگالی تف‌جوشی بر حسب دمای تف‌جوشی می‌باشد. نتایج مطالعات ریزساختاری و شکست‌نگاری تأییدکننده تغییرات به وجود آمده در خواص فیزیکی و مکانیکی با دمای تف‌جوشی می‌باشد.

۵- تشکر و قدردانی

بدین‌وسیله از جناب آقای دکتر طباطبائی مدیر عامل محترم شرکت متالورژی پودر تبریز و جناب آقای مهندس مهدیون، مسئول پروژه‌های تحقیقاتی شرکت سایکو شعبه تبریز، به دلیل فراهم نمودن حمایت مالی این تحقیق تشکر و قدردانی می‌گردد.



شکل (۸): تصاویر سطح شکست نمونه‌های برنجی تف‌جوشی شده در دماهای مختلف به مدت ۶۰ دقیقه تحت اتمسفر آرگون، (نمونه‌ها ابتدا در نیتروژن مایع غوطه‌ور و سپس توسط دستگاه چارپی شکسته شدند).

- [9] R. M. German, "Supersolidus Liquid-Phase Sintering of Prealloyed Powders", Metallurgical and Materials Transactions, Vol. 28A, pp. 1553-1567, 1997.
- [10] R. M. German, "Supersolidus Liquid Phase Sintering, Part I: Process Review", Int. J. Powder Metall, Vol. 26, p. 23-33, 1990.
- [11] R. M. German, "Supersolidus Liquid Phase Sintering, Part II: Densification Theory", Int. J. Powder Metall, Vol. 26, p. 35-43, 1990.
- [12] R. M. German, "Liquid Phase Sintering", Published in English by Plenum Press, New York, NY, 251 Pages, 1985.
- [13] www.copper.org.
- [14] Metals Handbook, Powder Metallurgy, 9th Edition, ASM, Metals Park OH, Vol. 7, 1984.

۷- پی نوشت

- 1- SuperSolidus Liquid Phase Sintering
- 2- Intergranular
- 3- Transgranular

۶- مراجع

- [1] H. Imai, Y. Kosaka and A. Kojima, "Characteristics of Machinable Lead-Free P/M Brass Alloys With Graphite", Proceeding of 46th Technology Conference of Copper and Copper Alloys, pp. 153-154, 2006.
- [2] K. Katsuyoshi, I. Hisashi, U. Junko, K. Yoshiharu and K. Akimichi, "Environmental Benign Brass Alloys Dispersed With Graphite Particles Fabricated Via Solid-State Sintering Process", Transaction of JWRI, Vol. 37, No. 2, 2008.
- [3] S. H. Avner, "Introduction to Physical Metallurgy", 2 Ed., McGraw Hill, pp. 460-470, 1974.
- [4] G. S. Upadhyaya, "Sintered Metallic and Ceramic Materials", John Wiley and Sons, LTD, 2000.
- [5] I. D. Radomysel Skii, G. A. Baglyuk and G. E. Mazharova, "Production and Properties of Brass-Base P/M Constructional Materials", Translated from Poroshkovaya Metallurgiya, Vol. 255, No. 2, pp. 56-64, 1986.
- [6] United States Patent, 3,142,892, Robert A. Powell and Frank I. Zaleski, Philadelphia, Pa. 1961.
- [7] Q. Sum, "Zinc Losses During Sintering of Prealloyed Lead Brass", PM Technology, Vol. 19, No. 3, pp. 175-177, 2001.
- [8] R. M. German and S. Farooq, "An Update on the Theory of Liquid Phase Sintering", Elsevier Applied Science, London, UK, pp. 459-464, 1989.

Archive of SID